تأثیر میزان نورد سرد بر تشکیل آستنیت در فولاد کم‌کربن تاب‌کاری شده در ناحیهٔ میان‌بحرانی*

میمنت سادات محسن زاده[۱] محمد مزینانی[۲]

چکیده

به‌دلیل این‌که تاب‌کاری میان‌بحرانی یکی از مراحل عمدهٔ تولید فولاد دوفازی به‌شمار می‌رود، مطالعهٔ تشکیل آستنیت در این فولادها از اهمیّت زیادی برخوردار است. در این تحقیق، تأثیر میزان نورد سرد اولیّه و دمای تاب‌کاری بر تشکیل آستنیت در فولاد سادهٔ کم‌کربن مورد بررسی قرار گرفت. برای این‌منظور، ورق‌های فولادی به‌میزان‌های متفاوتی نورد سرد شدند و در دماهای مختلف تحت عملیّات تاب‌کاری میان‌بحرانی قرار گرفتند و سپس، در محلول آب نمک و یخ سریع سرد شدند. برای بررسی روند گسترش ریزساختار و نیز، تعیین تأثیر عوامل مختلف بر جوانه‌زنی و رشد آستنیت (مارتنزیت در دمای اتاق)، نمونه‌ها در طول عملیّات تاب‌کاری در بازه‌های زمانی مشخصی سریع سرد شدند و برای بررسی‌های ریزساختاری، مورد استفاده قرار گرفتند. نتایج به‌دست آمده نشان دادند که انجام نورد سرد و فرایندهای دیگری که افزون بر تشکیل آستنیت، حین مراحل مختلف هنگام گرمایش نمونه تا دمای استحاله، اتفاق می‌افتند، می‌توانند به‌میزان زیادی ریزساختار اولیّه و در نتیجه، نحوهٔ جوانه‌زنی و رشد آستنیت را تحت تأثیر قرار دهند. در ریزساختار فولادهای نورد نشده و نورد شده به‌میزان ۵۰ درصد، آستنیت (مارتنزیت در دمای اتاق) در محل توده‌های پرلیت تشکیل شد، امّا در ریزساختار فولاد نورد شده به‌میزان ۷۰ درصد، کروی شدن لایه‌های سمنتیت باعث شد تا آستنیت از ریزساختاری شامل ذرات سمنتیت در زمینهٔ فریتی تشکیل شود. در این حالت، جوانه‌زنی و رشد آستنیت به‌طور عمده در مرز دانه‌های فریت زمینه صورت گرفت. افزون بر این، مشخص شد که دمای تاب‌کاری میان‌بحرانی تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر سینتیک تشکیل آستنیت دارد. سینتیک تشکیل آستنیت با استفاده از روش JMAK (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogrov) مدل‌سازی شد. بر اساس نتایج مدل‌سازی مشخص شد که تغییر ریزساختار فولاد بوسیله‌ی انجام نورد سرد تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر سرعت تشکیل آستنیت در طول تاب‌کاری میان بحرانی دارد.

واژه های کلیدی فولاد دوفازی، تشکیل آستنیت، نورد سرد، تاب‌کاری میان‌بحرانی، گسترش ریزساختار.

Influence of Cold Rolling on Austenite Formation in Plain Low-Carbon Steel Annealed in Intercritical Region

نام نویسندگان به انگلیسی درج گردد.

Abstract

Since intercritical annealing is the main processing stage for the production of dual-phase steels (DPS), studies on the formation of austenite are of great importance. In this research, the effects of the cold rolling and intercritical annealing temperature on the formation of austenite in plain low carbon steel have been investigated. For this purpose, the steel sheets were cold rolled for different amounts of reductions and annealed at different intercritical temperatures followed by quenching into an ice brine solution. In order to investigate the microstructural evolution as well as the effect of controlling parameters on the nucleation and growth processes of austenite (martensite at room temperature) formation, the samples were quenched at various time intervals during intercritical annealing and their microstructures were analyzed using optical and scanning electron microscopes. The results showed that cold rolling and other processes occurring during the formation of austenite significantly influences the initial microstructure and the nucleation and growth of austenite phase. In un-deformed and 50% cold rolled specimens, austenite formed from the pre-existing pearlite colonies. However, in the 70 cold rolled specimens, cementite spheroidization within the deformed pearlite colonies caused austenite to be formed from a microstructure consisting of cementite particles embedded in a matrix of ferrite. In this situation, nucleation and growth of austenite phase took place mainly on the grain boundaries of ferrite matrix. Furthermore, it was found that the temperature of intercritical annealing treatment has a strong effect on the kinetics of austenite formation.

Key words Dual-Phase Steel, Austenite Formation, Cold Rolling, Intercritical Annealing, Microstructure Evolution.

*نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۳/۵/۱۸ نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹٤/۸/۱۲ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) گروه متالورژی و مواد، دانشکدهٔ مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

(۲) نویسندهٔ مسئول، گروه متالورژی و مواد، دانشکدهٔ مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

Email: Mazinani@ferdowsi.um.ac.ir

DOI: 10.22067/ma.v28i2.38157

مقدمه

لزوم کاهش وزن خودرو و در نتیجهٔ آن، کاهش مصرف سوخت منجر به استفادهٔ گسترده از فولادهای دوفازی (DPS) در صنایع خودروسازی شده است. شکل‌پذیری بهتر و نسبت بالاتر استحکام کششی به تسلیم فولادهای دوفازی در مقایسه با فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا (HSLA)، امکان تولید قطعات فولادی با شکل‌های پیچیده‌تر با استفاده از ورق‌های نازک‌تر را فراهم کرده است. فولادهای دوفازی با ریزساختاری شامل زمینهٔ نرم فریتی و ۱۰ تا ۳۰ درصد حجمی فاز سخت مارتنزیت، خواص مشخصه‌ای نظیر نسبت بالای استحکام کششی به تسلیم، نرخ بالای کارسختی و انعطاف‌پذیری مناسب را دارا هستند.

فولادهای دوفازی به‌روش صنعتی معمولاً به دو شیوه تولید می‌شوند: ۱) تاب‌کاری میان‌بحرانی (دما ثابت) فولاد نورد سرد شده که معمولاً با فرایند گالوانیزه کردن همراه است، ۲) سرد کردن سریع فولاد در ادامهٔ فرایند نورد داغ. نظر به این‌که تاب‌کاری میان‌بحرانی یکی از مراحل عمدهٔ تولید فولاد دوفازی به‌شمار می‌رود، با گسترش این نوع فولادها، مطالعهٔ تشکیل فاز آستنیت در این عملیات حرارتی بیش از گذشته مورد توجه قرار گرفته است. در حقیقت، وضعیّت آستنیت تشکیل شده در دمای میان‌بحرانی، نقش تعیین کننده‌ای در گسترش ریزساختار نهایی فولاد دوفازی و در نتیجه، خواص مکانیکی آن خواهد داشت، چرا که فاز مارتنزیت تشکیل شده تقریباً دارای ترکیب و مورفولوژی فاز آستنیت می‌باشد. تاکنون تشکیل آستنیت از ریزساختارهای مختلفی شامل فریت- پرلیت در حالت نورد سرد و داغ شده [۱-٦]، فریت- کاربید کروی [۲،۷،۸]، و فریت- مارتنزیت [۹،۱۰]، مورد بررسی قرار گرفته است. تأثیر متغیرهای فرایند تاب‌کاری میان‌بحرانی نیز بر تشکیل فاز آستنیت مطالعه شده است. در ساختار فریت- پرلیتی، جوانه‌زنی آستنیت درون توده‌های پرلیت، فصل مشترک توده‌های پرلیت با دانه‌های فریت و نیز، ذرات سمنتیت موجود در مرز دانهٔ فریت انجام می‌شود. افزون بر این، نشان داده شده است که جوانه‌زنی فاز آستنیت در مرز دانهٔ فریت، بدون وجود ذرات کاربید نیز می‌تواند صورت گیرد [۱۱]. در این حالت، کربن مورد نیاز برای رشد آستنیت به‌وسیلهٔ دانه‌های آستنیت شکل گرفته در توده‌های پرلیت تأمین می‌شود [۱۲]. اسپِک و همکاران [۱]، با بررسی ساختارهای فریت- پرلیتی در فولادهای با ۰/۲-۰/۰٦ درصدوزنی کربن و ۱/۵ درصد وزنی منگنز، سه مرحلهٔ عمده را در تشکیل فاز آستنیت مشاهده کرده‌اند:

۱. رشد سریع آستنیت در پرلیت تا انحلال کامل پرلیت.
۲. رشد آهستهٔ آستنیت در فریت که به‌طور عمده به‌وسیلهٔ نفوذ کربن در آستنیت کنترل می‌شود.
۳. تعادل نهایی که به‌وسیلهٔ نفوذ منگنز در آستنیت کنترل می‌شود.

وضعیّت برای فولادهای فریت- پرلیتی نورد سرد شده متفاوت است. به‌دلیل انجام کار سرد، تبلور مجدد فریت و کروی شدن سمنتیت لایه‌ای در پرلیت تغییر شکل یافته، فرایندهایی هستند که افزون بر تشکیل آستنیت اتفاق می‌افتند. میزان هم‌پوشانی وقوع این فرایندها، به‌وسیلهٔ نرخ گرمایش تا دمای تاب‌کاری و ترکیب فولاد تعیین می‌شود [۳،٤].

تاکنون مطالعات محدودی در زمینهٔ تأثیر میزان نورد سرد اولیّه بر تشکیل آستنیت در طول عملیّات تاب‌کاری میان‌بحرانی انجام شده است [۳،۱۳،۱٤]. یانگ و همکاران [۳]، اثر نورد سرد را بر سینتیک تشکیل آستنیت و مُرفولوژی آن بررسی کرده‌اند. بر اساس نتایج این تحقیقات، مشخص شده است که تبلور مجدد فریت تغییر شکل یافته و کروی شدن سمنتیت لایه‌ای که قبل از تشکیل آستنیت رخ می‌دهند، توزیع دانه‌های آستنیت را تغییر می‌دهند. آستنیت ابتدا در ذرات سمنتیت کروی شدهٔ موجود در مرز دانه‌ی فریت تبلور مجدد نیافته شکل می‌گیرد و پس از آن، بر روی ذرات سمنتیت موجود درون زمینهٔ فریت تبلور مجدد یافته تشکیل می‌شود. افزون بر این، گزارش شده است که تغییر شکل سرد منجر به تسریع استحالهٔ فریت به آستنیت می‌شود [۱٤]. نظر به این که تغییر ریزساختار اولیّهٔ فولاد به

وسیلهٔ انجام نورد سرد و فرایندهای دیگری که افزون بر تشکیل آستنیت، در طول گرمایش حین تاب‌کاری میان‌بحرانی اتفاق می‌افتند، می‌تواند به‌میزان زیادی بر سینتیک تشکیل آستنیت و نحوهٔ جوانه‌زنی و رشد آن و در نتیجه، ریزساختار نهایی و خواص مکانیکی فولاد دوفازی اثرگذار باشد، مطالعهٔ تأثیر میزان نورد سرد بر تشکیل فاز آستنیت در طول عملیّات تاب‌کاری میان‌بحرانی و ریزساختار نهایی فولاد ضروری به‌نظر می‌رسد.

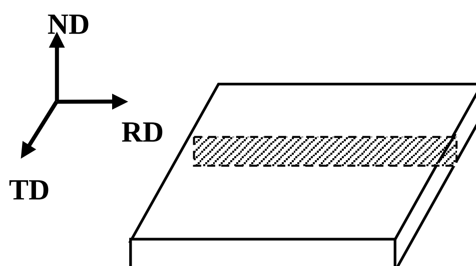
در این تحقیق، تأثیر میزان نورد سرد اولیّه و دمای تاب‌کاری میان‌بحرانی بر روند گسترش ریزساختار در طول تاب‌کاری میان‌بحرانی و ریزساختار نهایی فولاد مطالعه شده است.

مواد و روش‌های آزمایش

در این مطالعه، فولاد کم‌کربن St52، که ترکیب شیمیایی آن در جدول (۱) آورده شده است، به‌صورت ورقی با ضخامت ٤/٦ میلی‌متر به‌کار رفت. این ورق فولادی، ابتدا در دمای۹۲۵ درجه سانتیگراد به‌مدّت زمان ۳۰ دقیقه نرماله شد. اندازهٔ دانهٔ فریت در فولاد St52 تقریباً ۱۰/۳ میکرومتر بود. کسرهای حجمی فریت و پرلیت در فولاد به‌ترتیب ۷٤ و ٢٦ درصد اندازه‌گیری شد. به‌منظور سهولت در انجام نورد سرد، نمونه‌هایی به ابعاد ۲۰×۱۰۰ میلی‌متر از ورق فولادی بریده شدند و سپس، به‌وسیلهٔ دستگاه نورد با غلطک‌هایی به‌قطر ۱۸ سانتی‌متر و سرعت ٤٠ دور در دقیقه، به‌میزان ۵۰، و ۷۰ درصد نورد شدند. قطعاتی به‌ابعاد ۲۰×۲۰ میلی‌متر از هر نمونه بریده شدند و در دماهای٧٤٠ و ۷۸۰ درجه سانتیگراد به‌مدّت زمان‌های مختلف در محدودهٔ ۳۰ ثانیه تا ۱۰ دقیقه، تاب‌کاری میان‌بحرانی شدند. نمونه‌ها در مرحلهٔ بعد، در محلول آب نمک و یخ سریع سرد شدند. برای بررسی روند گسترش ریزساختار در هر دما و میزان نورد سرد اولیهٔ مشخص و نیز، تعیین تأثیر عوامل مختلف بر جوانه‌زنی و رشد فاز آستنیت (مارتنزیت در دمای اتاق)، بررسی‌های ریزساختاری بر روی نمونه‌های تاب‌کاری شده با میکروسکپ‌های نوری و الکترونی روبشی انجام گرفت. ریزساختار نمونه‌ها در جهت نورد بررسی شد. طرح‌واره‌ای از مقطع مورد مطالعه از نمونه‌ها، در شکل (۱) نمایش داده شده است. برای انجام بررسی‌های ریزساختاری با میکروسکپ نوری، نمونه‌ها ابتدا مانت شدند و پس از انجام مراحل سنباده‌زنی و پولیش‌کاری، به‌وسیلهٔ محلولی شامل ۱۰ گرم نمک متابای‌سولفات سدیم در ۱۰۰ میلی‌لیتر آب مقطر و محلول نایتال ۲ درصد (۲ میلی‌لیتر اسید نیتریک در ۱۰۰ میلی‌لیتر الکل)، حکّاکی شدند. مطابق با اطلاعات موجود در مراجع (به عنوان مثال به مرجع [۱۵] مراجعه شود)، جزایر مارتنزیت درون زمینهٔ فریتی با استفاده از محلول آبی متابای‌سولفات سدیم کاملاً قابل مشاهده‌اند، بدون این‌که مرزهای فریت تحت تأثیر قرار گیرند. محلول نایتال علاوه بر آشکار کردن جزایر مارتنزیتی، مرز دانه‌های فریت را نیز مشخص می‌کند. افزون بر این، نمونه‌ها قبل از بررسی‌های ریزساختاری به‌وسیلهٔ میکروسکپ الکترونی روبشی، با محلول نایتال ۲ درصد حکّاکی شدند، متالوگرافی کمّی، با استفاده از نرم افزار کِلِمکس برای حداقل ۱۰ تصویر از هر ریزساختار انجام شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد St52 بر حسب درصد وزنی

عنصر	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
wt%	باقیمانده	۰/۱٦۵	۰/٤۱۱	۱/۱۵	۰/۰۱۸	۰/۰۱	۰/۰۳۵	۰/۰٦٦
عنصر	Mo	Al	Cu	Co	Ti	Nb	V	W
wt%	۰/۰۰۸	۰/۰٤۲	۰/۰٦۲	۰/۰۰۱	۰/۰۰۱	۰/۰۰۱	۰/۰۰۱	۰/۰۲۸



شکل ۱ طرح‌واره‌ای از مقطع مورد بررسی از نمونهٔ فولادی نورد سرد شده (مقطع هاشور زده شده)

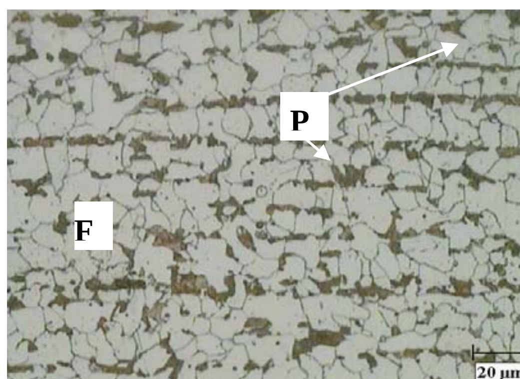
نتایج و بحث

بررسی روند گسترش ریزساختار در طول تاب‌کاری میان‌بحرانی

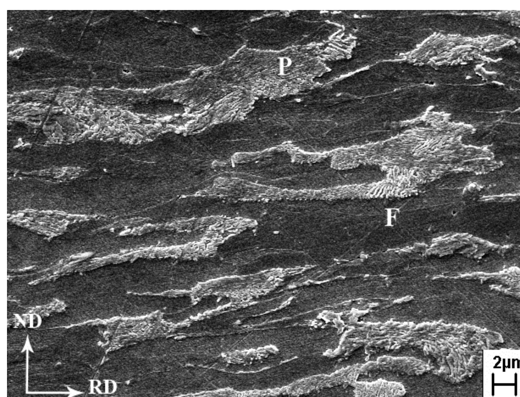
نتایج بررسی‌های ریزساختاری در مورد نمونه‌های فولاد St52 که به‌میزان ۷۰ درصد نورد شـده و در دمـای ۷٤٠ درجه سانتیگراد تاب‌کاری شده‌اند، در این بخش شـرح داده می‌شود. به‌منظور بررسی روند گسترش ریزسـاختار و تشـکیل فـاز آسـتنیت (مارتنزیـت در دمـای اتـاق)، نمونه‌ها در طول عملیّات تاب‌کاری در بازه‌هـای زمـانی مشخصی سریع سرد شدند و برای انجـام بررسـی‌هـای ریزساختاری استفاده شدند.

شکل (۲– الـف و ب)، بـه ترتیـب ریزسـاختارهای اولیّـه و نـورد شـدهٔ فـولاد را نشـان مـی‌دهـد. در ایـن ریزساختارها، فریت و پرلیـت بـا دو رنـگ متفـاوت از یک‌دیگر قابل تمایزند. همان‌گونه که مشاهده مـی‌شـود، زمینه‌ی ریزساختار فاز فریت می‌باشد که به‌صورت فـاز روشن‌تر قابل تشخیص است. جزایـر مشـاهده شـده در این تصویر با سطوح تیره‌تـر، پرلیـت مـی‌باشـند. تغییـر شـکل قابـل ملاحظـه و توأمـان فریـت و پرلیـت و جهت‌گیری آن‌ها در راستای نورد، به‌وضوح در تصـویر (۲– ب) قابل مشاهده است. ریزسـاختار فـولاد پـس از گذشـت ۳۰ ثانیـه نگـه‌داری در دمـای ۷٤٠ درجـه سانتیگراد، در شکل (۳) نشان داده شده است. بـا توجـه به آنچـه در ایـن تصـویر دیـده مـی‌شـود، تغییـر قابـل ملاحظه‌ای در ریزسـاختار ایجـاد نشـده اسـت و تبلـور مجدد فریت نیز شروع و یا تکمیل نشده اسـت. پـس از گذشت ٦٠ ثانیه، دانه‌های فریت تبلـور مجـدد یافتـه در ریزساختار قابل مشاهده‌اند (شـکل ٤). در ایـن مرحلـه، ۷۰ درصد از دانه‌ها تبلور مجدد یافته‌انـد. بـا توجـه بـه تصویر میکروسکوپ الکترونی از ایـن فـولاد، ملاحظـه می‌شود که مُرفولوژی توده‌های پرلیت دچار تغییر شـده است. بر اساس نتایج مطالعـات قبلـی، [٦،١٦]، احتمـال می‌رود که در زمان ٦٠ ثانیه، لایـه‌هـای سـمنتیت درون توده‌های پرلیت شروع بـه کـروی شـدن کـرده باشـند. رادنیزکی و همکاران [١٦]، یک فولاد نورد سرد شده را تحت گرمایش پیوسته تا دمـای ۸٤٠ درجـه سـانتیگراد قرار داده‌اند. نتایج بررسی‌های ریزساختاری نمونـه‌هـای کوئنچ شده از دماهای مختلف در این تحقیق، نشان داده است که قبل از تشکیل آستنیت، مُرفولوژی پرلیت تغییر می‌کند. افزون بر این، کروی شدن لایه‌های سـمنتیت در طول گرمایش پیوستهٔ فـولاد نـورد سـرد شـده بـا نـرخ گرمایش ۱ درجه بر ثانیه نیز گـزارش شـده اسـت [٦]. دلیل وقـوع ایـن پدیـده، اصـلاح مُرفولـوژی لایـه‌هـای سمنتیت به‌وسیلهٔ انجـام نـورد سـرد بیـان شـده اسـت. سینتیک کروی شدن لایه‌هـای سـمنتیت بـه‌طـور عمـده به‌وسیلهٔ نفوذ اتم‌های کربن کنترل می‌شود. کروی شـدن لایه‌های سمنتیت در توده‌های پرلیت می‌توانـد در چنـد مرحلهٔ قطعه قطعه شدن کاربید، گرد شدن لبـه‌هـای تیـز قطعات و سپس، رشد آن‌ها رخ داده باشد. ایـن مراحـل می‌توانند به‌صورت هم‌زمان پـیش برونـد. قطعـه قطعـه شـدن و خمیـدگی لایـه‌هـای سـمنتیت و نیـز، حضـور عیب‌های بلوری مانند جاهای خالی و نابجایی‌هـا درون

دانه‌های فریت (تغییر شکل یافته حین نورد سرد) و فصل مشترک فریت- سمنتیت به‌عنوان مسیرهای نفوذ سریع، فرایند کروی شدن را تسریع می‌کند. بنابراین، احتمال مشاهدهٔ این فرایند در نمونه‌های نورد سرد شده زیاد است. در نرخ‌های گرمایش پایین (مانند ۱ درجه بر ثانیه)، زمان کافی برای کروی شدن لایه‌های سمنتیت به‌صورت تقریباً کامل قبل از تشکیل آستنیت، وجود دارد. ذرات سمنتیت حتی می‌توانند در طول گرمایش درشت شوند، امّا در نرخ‌های گرمایش بالا، لایه‌های سمنتیت به‌صورت قطعه قطعه شده باقی می‌مانند [٦].



(الف)



(ب)

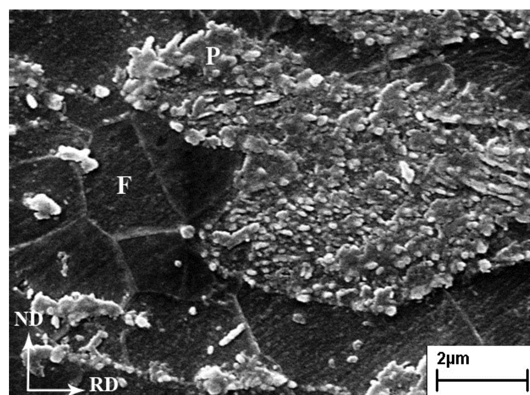
شکل ۲ تصویر میکروسکپ نوری از ریزساختار فولاد نرماله شده (الف) و تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از فولاد نورد سرد شده به‌میزان ۷۰ درصد (ب)، شامل فاز فریت زمینه و توده‌های پرلیت. (P: پرلیت، F: فریت)



شکل ۳ تصویر میکروسکپ نوری از ریزساختار نمونهٔ ۷۰ درصد نورد شده و تاب‌کاری شده در دمای ٧٤٠ درجه سانتیگراد به‌مدّت ۳۰ ثانیه (عدم وقوع تبلور مجدد)



(الف)



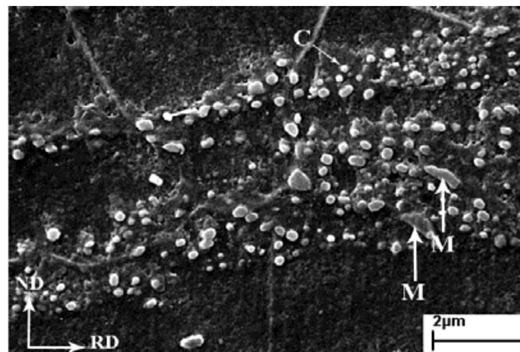
(ب)

شکل ٤ ریزساختار نمونهٔ ۷۰ درصد نورد شده و تاب‌کاری شده در دمای ٧٤٠ درجه سانتیگراد به‌مدّت ۱ دقیقه (وقوع ۷۰ درصد تبلور مجدد)، الف) تصویر میکروسکپ نوری، ب) تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی

تصویر ریزساختار فولاد در زمان ۲ دقیقه، افزون بر تکمیل تقریبی فرایند تبلور مجدد دانه های فریت، ریزساختاری شامل ذرات ریز را نشان می دهد (شکل ۵). اندازهٔ ذرات سمنتیت در حدود ۳۰۰-۲۰۰ نانومتر می باشد. به نظر می رسد که گروهی از ذرات ریز، سمنتیت و تعدادی از آن‌ها مارتنزیت باشند. ذرات احتمالی فاز مارتنزیت به وسیلهٔ فلش در شکل (۵-ب) مشخص شده اند.



(الف)

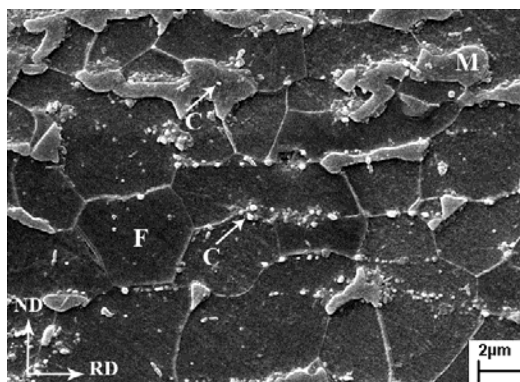


(ب)

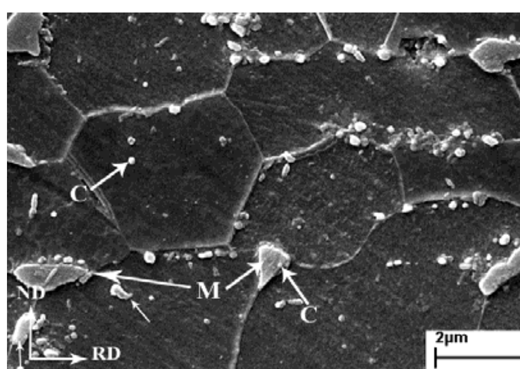
شکل ۵ ریزساختار نمونهٔ ۷۰ درصد نورد شده و تاب‌کاری شده در دمای ۷٤۰ درجه سانتیگراد به‌مدّت ۲ دقیقه (تقریباً به‌طور کامل تبلور مجدد شده)، الف) تصویر میکروسکپ نوری، ب) تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی. فلش‌ها جزایر احتمالی فاز مارتنزیت را نشان می‌دهند. (C: فاز سمنتیت، M فاز مارتنزیت)

با افزایش زمان تاب‌کاری تا ۳/۵ دقیقه، جزایر آستنیت (مارتنزیت در دمای اتاق) در ریزساختار تشکیل شده‌اند. در حقیقت، در این زمان ریزساختار شامل ذرات ریز و جزایر درشت می باشد (شکل ٦). ریزساختار فولاد در این شرایط دارای اندازهٔ دوگانهٔ فاز/فازهای استحکام‌بخش است. در تصویرهای شکل (٦- ب) ملاحظه می شود که جزایر آستنیت (مارتنزیت در دمای اتاق)، به‌طور عمده در مرز دانه‌های فریت تشکیل شده‌اند. براساس تصاویر میکروسکپی نمونه در زمان ۲ دقیقه، می‌توان گفت که جوانه‌زنی و رشد آستنیت از ریزساختار فریت- سمنتیت کروی اتفاق افتاده است. مشاهدات تجربی مشخص کرده‌اند که در این حالت، آستنیت در فصل مشترک فریت و ذرات سمنتیت واقع در مرز دانه‌های فریت جوانه‌زنی می‌کند و سپس به‌گونه‌ای رشد می‌کند که نزدیک‌ترین ذرات سمنتیت که در آن‌ها جوانه زنی آستنیت اتفاق نیفتاده است را در بر می‌گیرد [۲]. در ادامه، انحلال فاز سمنتیت درون زمینهٔ فریت، به‌ازای رشد جزایر آستنیت در راستای مرز دانه صورت خواهد گرفت. بر اساس تحقیقات انجام شده، انحلال کامل ذرات سمنتیت در ریزساختار، پس از تشکیل آستنیت اتفاق می‌افتد [۸]. بررسی ریزساختاری یک فولاد نورد سرد شده در طول گرمایش پیوسته با نرخ ۱ درجه بر ثانیه، مشخص کرده است که ذرات سمنتیت کروی حتی در زمان تکمیل استحالهٔ پرلیت به آستنیت در ریزساختار وجود دارند و حضور ذرات سمنتیت درون جزایر مارتنزیت (آستنیت در دمای بالا) نیز گزارش شده است. انحلال کامل ذرات سمنتیت، در مرحلهٔ تبدیل فریت به آستنیت اتفاق می‌افتد و در این مرحله، هیچ ذره‌ای درون فریت یا آستنیت قابل مشاهده نمی‌باشد [٦]. بنابراین، می‌توان گفت که در تحقیق حاضر، وجود ذرات سمنتیت در ریزساختار باعث شده است که توزیع دوگانه‌ای در اندازه‌ای فازهای استحکام‌بخش ایجاد شود. افزون بر این، حضور برخی از این ذرات درون جزایر مارتنزیت قابل مشاهده است (شکل ٦-الف و ب). با ادامهٔ عملیّات تاب‌کاری، این ذرات به‌تدریج حل می‌شوند. بنابراین، با گذشت زمان بیش‌تر (۸ دقیقه)، چنان‌که در شکل (۷) مشاهده می‌شود، درصد ذرات ریز کاهش یافته و ریزساختاری که تنها شامل جزایر درشت فاز مارتنزیت (آستنیت در دمای میان‌بحرانی) می‌باشد،

تشکیل شده است.

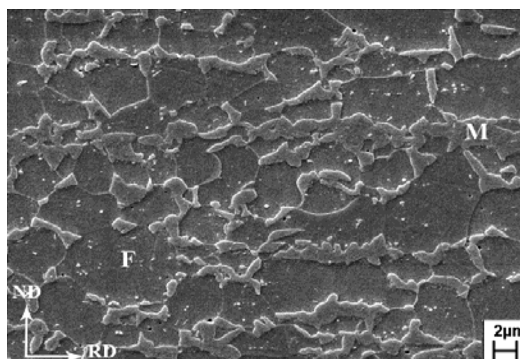


(الف)



(ب)

شکل ٦ تصویرهای میکروسکپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونهٔ فولادی ۷۰ درصد نورد شده و تاب‌کاری شده در دمای ۷٤۰ درجه سانتیگراد به‌مدّت ۳/۵ دقیقه، در دو بزرگنمایی مختلف. (M: فاز مارتنزیت)



شکل ۷ تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونهٔ فولادی ۷۰ درصد نورد شده و تاب‌کاری شده در دمای ۷٤۰ درجه سانتیگراد به‌مدّت ۸ دقیقه

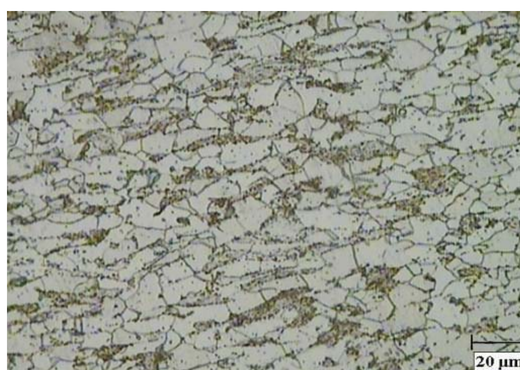
تأثیر میزان نورد سرد و دمای تاب‌کاری بر ریزساختار

به‌منظور بررسی تأثیر میزان نورد سرد و دمای تاب‌کاری میان‌بحرانی بر ریزساختار فولاد، دو گروه نمونه شامل نمونهٔ نورد سرد شده به‌میزان ۵۰ و ۷۰ درصد در دماهای ۷٤۰ و ۷۸۰ درجه سانتیگراد تحت عملیّات تاب‌کاری میان‌بحرانی قرار گرفتند.

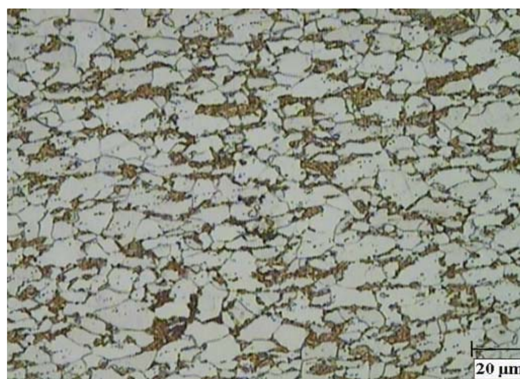
شکل (۸– الف)، ریزساختار نمونهٔ ۵۰ درصد نورد سرد شده را پس از ۲/۵ دقیقه تاب‌کاری در دمای۷٤۰ درجه سانتیگراد نشان می‌دهد. این ریزساختار شامل فریت و پرلیت است. چنان‌که مشاهده می‌شود، دانه‌های فریت به‌طور کامل تبلور مجدد یافته‌اند و توده‌های پرلیت بدون تغییر در ریزساختار باقی مانده‌اند. کروی شدن جزئی لایه های سمنتیت در توده های پرلیت تا حدی قابل مشاهده است. در مدّت زمان‌های ۳/۵ دقیقه و بیش از آن، ریزساختار حاصل از تاب‌کاری میان‌بحرانی، فولاد دوفازی شامل زمینه‌ی فریت و جزایر مارتنزیت است (شکل ۸–ب). با توجه به این‌که قبل از تشکیل آستنیت (مارتنزیت در دمای اتاق) توده‌های پرلیت بدون تغییر باقی می‌مانند، می‌توان نتیجه گرفت که جزایر مارتنزیت در نمونهٔ ۵۰ درصد نورد سرد شده در محل توده‌های پرلیت تشکیل شده‌اند و شکل و توزیع آن‌ها به‌طور نسبی مشابه با توزیع و شکل پرلیت کار سرد شده است. در محدوده دمایی تاب‌کاری میان‌بحرانی، آستنیت در محل توده‌های پرلیت و در فصل مشترک سمنتیت– فریت جوانه‌زنی می‌کند و با تجزیه‌ی پرلیت، رشد می‌کند. به همین دلیل، شکل و توزیع جزایر مارتنزیت به‌طور نسبی مشابه با توزیع و شکل توده‌های پرلیت است. با افزایش مدّت زمان تاب‌کاری میان‌بحرانی، مقدار فاز مارتنزیت تشکیل شده به‌کندی افزایش می‌یابد و این می‌تواند به‌دلیل وقوع استحالهٔ فریت به آستنیت باشد.

نتایج حاصل از بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌های کار سرد شده به‌میزان ۷۰ درصد نشان می‌دهد که در طول تاب‌کاری میان‌بحرانی، کروی شدن لایه‌های سمنتیت در توده‌های پرلیت هم‌زمان با تبلور مجدد

فریت صورت گرفته است. در دمای ۷۴۰ درجه سانتیگراد فرایند کروی شدن سمنتیت در حدود ۲ دقیقه تکمیل شده است (شکل ۵). پس از ۳/۵ دقیقه و بیش از آن تاب‌کاری در دمای ۷۴۰ درجه سانتیگراد ، مشاهده می‌شود که جزایر مارتنزیت (آستنیت در دمای بالا) نیز در ریزساختار تشکیل شده‌اند (شکل ۹). این جزایر به‌طور عمده در مرز دانه‌های فریت جوانه‌زنی و رشد کرده‌اند. می‌توان ریزساختار فولاد در این لحظه را ریزساختاری با اندازهٔ دوگانهٔ فاز استحکام‌بخش (ذرات و جزایر) در نظر گرفت. با افزایش بیش‌تر زمان تاب‌کاری، مقدار فاز مارتنزیت افزایش و میزان پیوستگی جزایر مارتنزیت افزایش یافته است، به‌گونه‌ای که کسر بیش‌تری از مرزدانه‌های فریت توسط فاز مارتنزیت اشغال شده است.

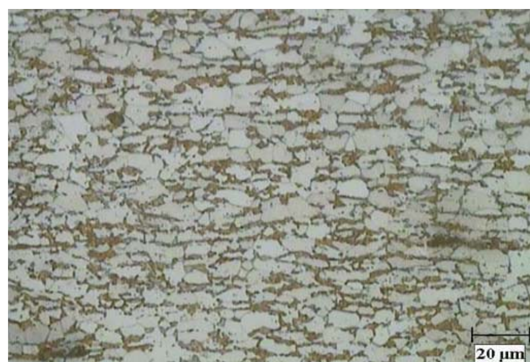


(الف)



(ب)

شکل ۸ تصویرهای میکروسکپ نوری از ریزساختار نمونه‌های فولادی ۵۰ درصد کار سرد شده برای مدّت زمان‌های مختلف تابکاری، الف) ۲/۵ دقیقه، ب) ٤ دقیقه، در دمای ۷۴۰ درجه سانتیگراد



شکل ۹ تصویرهای میکروسکپ نوری از ریزساختار نمونه‌های فولادی ۷۰ درصد کار سرد شده برای مدّت زمان ۵ دقیقه در دمای ۷۴۰ درجه سانتیگراد

با توجه به نتایج به‌دست آمده، می‌توان نتیجه گرفت که افزایش درصد نورد سرد باعث تغییر عمده‌ای در ریزساختاری که آستنیت از آن تشکیل می‌شود، شده است و نحوهٔ جوانه‌زنی و رشد آستنیت را نیز به‌میزان زیادی تغییر داده است. در ریزساختار فولاد نورد شده به‌میزان ۵۰ درصد، آستنیت (مارتنزیت در دمای اتاق) در محل توده‌های پرلیت جوانه‌زنی و رشد کرده است، امّا در ریزساختار فولاد نورد شده به‌میزان ۷۰ درصد، کروی شدن لایه‌های سمنتیت باعث شده است تا آستنیت از ریزساختاری شامل ذرات سمنتیت در زمینه‌ای از فریت تشکیل شود. در این حالت، جوانه‌زنی و رشد آستنیت به‌طور عمده در مرز دانه‌های فریت زمینه صورت گرفته است.

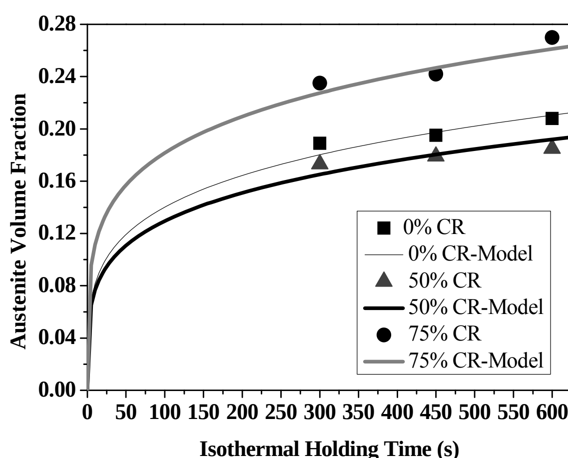
مدل (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogrov) JMAK برای مدل‌سازی سینتیک تشکیل آستنیت حین تاب‌کاری تک‌دما به کار گرفته شد. به این منظور، داده های تجربی گزارش شده از تشکیل آستنیت در فولاد CK10 نورد نشده و نورد سرد شده به میزان ۵۰ و ۷۵ درصد به کار گرفته شد [۱۷]. لازم به ذکر است که روند گسترش ریزساختار در نمونه های نورد سرد شده کاملاً مشابه فولاد تحقیق حاضر است. بر اساس این مدل، کسر حجمی فاز آستنیت تشکیل شده حین نگه داری تک‌دما با استفاده از رابطهٔ زیر محاسبه می‌شود:

$$f=1-\exp(-0.693(t/t_{50})^n) \quad (1)$$

که در آن، f کسر حجمی فاز آستنیت تشکیل شده، t زمان فرایند، t_{50} زمان مورد نیاز برای پیشرفت استحاله به میزان ۵۰ درصد و n توان JMAK است.وابستگی دمایی عامل t_{50} به صورت زیر بیان می شود:

$$t_{50}=(t_{50})_0 \exp(Q/RT) \quad (2)$$

در این رابطه، $(t_{50})_0$ مقدار ثابت، Q انرژی فعّال سازی مؤثر برای تشکیل آستنیت، T دما (بر حسب کلوین) و R ثابت جهانی گازهاست. در این مدل، سه عامل n، $(t_{50})_0$ و Q، قابل تنظیم هستند که مقادیر آن‌ها بوسیله ی انطباق نتایج آزمایشگاهی با نتایج مدل، مشخص می شود. نتایج حاصل از مدل‌سازی بر مبنای مدل JMAK، در شکل (۱۰) نشان داده شده اند. برای هر سه ساختار نورد نشده، و نورد سرد شده به میزان ۵۰ و ۷۵ درصد، انطباق بسیار خوبی بین نتایج حاصل از مدل JMAK و نتایج تجربی در محدوده‌ی زمان تاب کاری ۳۰۰ تا ٦۰۰ ثانیه به‌دست آمده است. متغیرهای مدل برای سه نمونه‌ی فولاد مورد بررسی، در جدول (۳) آورده شده است. پیش‌بینی مدل برای تشکیل آستنیت در هر سه نمونه‌ی فولادی روند تقریباً یکسانی دارد. کسر حجمی فاز آستنیت با افزایش زمان تاب‌کاری هم‌چنان که انتظار می رود، افزایش یافته است. همان گونه که در شکل (۱۰) ملاحظه می‌شود، سرعت تشکیل آستنیت در ساختاری که در ابتدا ۷۵ درصد نورد سرد شده است، نسبت به دو ساختار دیگر بیش‌تر است. افزون بر این، با مقایسه‌ی نمودارهای مربوط به نمونه های نورد نشده و ۵۰ درصد نورد سرد شده، مشخص می‌شود که به‌ازای زمان تاب‌کاری معین، نمونه‌ی نورد نشده کسر حجمی آستنیت بالاتری دارد. روند مشاهده شده در نرخ تشکیل آستنیت، در مقادیر t_{50} نیز انعکاس دارد. بر اساس مقادیر گزارش شده در جدول (۲)، t_{50} برای نمونهٔ ۷۵ درصد نورد شده کمترین میزان و برای نمونهٔ ۵۰ درصد نورد شده بیشترین میزان را دارد. برای تحلیل روند مشاهده شده در سینتیک تشکیل آستنیت، باید توجه داشت که این فرایند یک استحاله‌ی نفوذی شامل جوانه‌زنی و رشد است. با توجه به انحلال بیش تر کربن در فاز آستنیت نسبت به فریت در دمای خاص، جوانه‌زنی آستنیت در نواحی غنی ازکربن اتفاق می‌افتد. هم‌چنین، فاز آستنیت به‌طور ترجیحی در عیب های غیرتعادلی پرانرژی جوانه‌زنی می‌کند، زیرا سد فعّال‌سازی برای جوانه‌زنی در این نواحی کم‌تر است. نمونه‌ی ۷۵ درصد نورد سرد شده، در دمای تاب‌کاری میان بحرانی پس از گذشت ٦۰ ثانیه، شامل توزیعی از ذرات سمنتیت در زمینه‌ی فریتی است و شرایط ذکر شده برای جوانه‌زنی آستنیت، برای ذرات سمنتیتِ واقع در مرز دانه‌های فریت فراهم است. بنابراین، جوانه‌زنی آستنیت در این مناطق صورت می‌گیرد. در نمونه‌های نورد نشده و ۵۰ درصد نورد سرد شده که شامل توزیعی از توده‌های پرلیت در زمینه‌ی فریت تبلور مجدد یافته هستند، فصل مشترک فریت–سمنتیت در توده‌های پرلیت، مکان‌های ترجیحی جوانه‌زنی آستنیت خواهند بود. افزون بر این، جوانه‌زنی آستنیت در مرز دانه‌های فریت نیز صورت می‌گیرد و در رقابت با آستنیت تشکیل شده در محل توده‌های پرلیت رشد می‌کند [٤]. در این حالت، کربن باید از نواحی آستنیت جوانه زده و در حال رشد درون پرلیت (حاوی منبع اصلی کربن از فاز سمنتیت درون آن) مسافت‌های نسبتاً زیادی را نفوذ کند تا رشد آستنیت جوانه زده در مرز دانه‌های فریت را فراهم کند. این در حالی است که در نمونه‌ی ۷۵ درصد نورد سرد شده، آستنیت تنها در نواحی مرز دانه‌های فریت جوانه‌زنی می‌کند و رقابتی برای رشد به این شکل ایجاد نمی‌شود و در نتیجه، سرعت تشکیل آستنیت در این نمونه بیشتر خواهد بود.



شکل ۱۰ سینتیک تشکیل آستنیت در طول تاب کاری در دمای ۷٤۰ درجه سانتیگراد (نقاط نشان‌دهندهٔ نتایج تجربی و خطوط نتایج حاصل از مدل‌سازی است)

جدول ۲ پارامترهای مدل JMAK

Q (kJ/mol)	$(t_{50})_0$ (s)	t_{50} (s)	n	ریزساختار
۱۱٥٤/٥	$۱/۳×۱۰^{-٥٥}$	٤٤۳٦۹	۰/۲٥	نورد نشده
۱۱٥٦	$۲×۱۰^{-٥٥}$	۸۱٥٦۷	۰/۲٤	٥۰ درصد نورد شده
۱۱٥۰	$۱/۱×۱۰^{-٥٥}$	۲۲۰۰۳	۰/۲۳	۷٥ درصد نورد شده

پایینتر بودن میزان و سرعت تشکیل فاز آستنیت در نمونهٔ ٥۰ درصد نورد شده نسبت به نمونهٔ نورد نشده را می‌توان به کروی بون لایه‌های سمنتیت در توده‌های پرلیت در نمونهٔ ٥۰ درصد نورد شده نسبت داد. در حقیقت، مجموعهٔ پرلیت با سمنتیت کروی شده، بسیار آهسته‌تر از پرلیت معمولی به آستنیت تبدیل می‌شود [٤].

به‌منظور بررسی تأثیر دما بر روی ریزساختار فولاد، نمونه‌های با ٥۰ و ۷۰ درصد کار سرد در دمای ۷۸۰ درجه سانتیگراد تاب‌کاری میان‌بحرانی به‌مدّت زمان‌های مختلف شدند. با مقایسهٔ نتایج حاصل از این مرحله با نتایج به‌دست آمده از تاب‌کاری نمونه‌ها در دمای ۷٤۰ درجه سانتیگراد، مشخص می‌شود که دما تأثیر قابل ملاحظه‌ای در تسریع تشکیل آستنیت داشته است.

نتیجه‌گیری

در این تحقیق، تأثیر میزان نورد سرد اولیّه و دمای تاب‌کاری میان‌بحرانی بر روند گسترش ریزساختار و تشکیل آستنیت در فولاد کم‌کربن مورد بررسی قرار گرفت. نتایج به‌دست آمده نشان دادند که افزایش درصد نورد سرد، باعث تغییر عمده‌ای در ریزساختار اولیّهٔ فولاد می‌شود و نحوهٔ جوانه‌زنی و رشد آستنیت را نیز به‌میزان زیادی تغییر می‌دهد. به‌دلیل انجام کار سرد، تبلور مجدد فریت و کروی شدن لایه‌های سمنتیت در پرلیت تغییر شکل یافته، فرایندهایی هستند که افزون بر تشکیل آستنیت اتفاق می‌افتند. در ریزساختار فولاد نورد شده به میزان ٥۰ درصد، آستنیت (مارتنزیت در دمای اتاق) در محل توده‌های پرلیت جوانه‌زنی و رشد کردند، امّا در ریزساختار فولاد نورد شده به‌میزان ۷۰ درصد، کروی شدن لایه‌های سمنتیت باعث شد تا آستنیت از ریزساختاری شامل ذرات سمنتیت در زمینهٔ فریتی تشکیل شود. در این حالت، آستنیت در فصل مشترک فریت و ذرات سمنتیت واقع در مرز دانه‌های فریت جوانه‌زنی کرد و سپس، به‌گونه‌ای رشد کرد که نزدیک‌ترین ذرات سمنتیت که در آن‌ها جوانه‌زنی آستنیت اتفاق نیفتاده بود را در بر بگیرد. با توجه به

این‌که انحلال کامل ذرات سمنتیت در ریزساختار بعد از تشکیل آستنیت اتفاق می‌افتد، در نمونه‌های فولاد نورد شده به‌میزان ۷۰ درصد، ریزساختار شامل ذرات ریز و جزایر درشت بود. ریزساختار فولاد در این حالت، دارای اندازهٔ دوگانهٔ فاز استحکام‌بخش بود. بنابراین، می‌توان گفت که در تحقیق حاضر، وجود ذرات سمنتیت در ریزساختار باعث شده است تا توزیع دوگانه‌ای از اندازه‌ای فازهای استحکام‌بخش ایجاد شود. با ادامهٔ عملیّات تاب‌کاری، این ذرات به‌تدریج حل شدند. بنابراین، با گذشت زمان بیش‌تر نگه‌داری در دمای مربوطه، درصد ذرات ریز کاهش یافت و ریزساختاری که تنها شامل جزایر درشت فاز مارتنزیت (آستنیت در دمای میان‌بحرانی) بود، تشکیل شد.

دمای تاب‌کاری نیز تأثیر قابل ملاحظه‌ای در تسریع تشکیل آستنیت داشت. سینتیک تشکیل تک‌دمای آستنیت به خوبی بوسیله‌ی روش JMAK مدل‌سازی شد. بر اساس نتایج مدل‌سازی مشخص شد که تغییر ریزساختار فولاد بوسیله‌ی نورد سرد، تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر سرعت تشکیل آستنیت در طول تاب-کاری میان بحرانی دارد.

مراجع

1. Speich G.R., Demarest V.A., Miller R.L., "Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 12A, pp. 1419-1428, (1981).
2. Garcia C.I., Deardo A.J., "Formation of austenite in 1.5 pct Mn steels", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 12A, pp. 521-530, (1981).
3. Yang D.Z., Brown E.L., Matlock D.K., Krauss G., "Ferrite Recrystallization and Austenite Formation in Cold-Rolled Intercritically Annealed Steel", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 16A, pp. 1385-1392, (1985).
4. Huang J., Poole W.J., Militzer M., "Austenite Formation during Intercritical Annealing", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 35A, pp. 3363-3375, (2004).
5. San Martín D., de Cock T., García-Junceda A., Caballero F.G., Capdevilla C., García de Andrés C., "In situ study of austenite formation by dilatometry in a low carbon microalloyed steel", *Materials Science and Technology*, Vol. 58, pp. 926-929, (2008).
6. Azizi-Alizamini H., Militzer M., Poole W.J., "Austenite Formation in Plain Low-Carbon Steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 42A, pp. 1544-1557, (2011).
7. Judd R.R., Paxton H.W., "Kinetics of Austenite Formation from a Spheroidized Ferrite-Carbide Aggregate", *Transactions of the metallurgical society of AIME*, Vol. 242, pp. 206-214, (1968).
8. Molinder G., "A Quantitative Study of the Formation of Austenite and the Solution of Cementite at Different Austenitizing Temperatures for a 1.27% Carbon Steel", *Acta Metallurgica*, Vol. 4, pp. 565-571, (1956).
9. Yi J.J., Kim I.S., Choi, H.S., "Austenitization during Intercritical Annealing of an Fe-C-Si-Mn Dual-Phase Steel", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 16A, pp. 1237-1245, (1985).
10. Mohant, R.R., Girina O.A., Fonstein N.M., "Effect of Heating Rate on the Austenite Formation in

Low-Carbon High-Strength Steels Annealed in the Intercritical Region", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 42A, pp. 3680-3690, (2011).

11. Navara E., Bengtsson B., Easterling K.E., "Austenite formation in manganese-partitioning dual-phase steel", *Materials Science and Technology*, Vol. 2, pp. 1196-1201, (1986).
12. Savran V.I., Van Leeuwen Y., Hanlon D.N., Kwakernaak C., Sloof W.G., Sietsma J., "Microstructural Features of Austenite Formation in C35 and C45 alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 38A, pp. 946-955, (2007).
13. Tokizane M., Matsumura N., Tsuzaki K., Maki T., Tamura I., "Recrystallization and Formation of Austenite in Deformed Lath Martensitic Structure of Low Carbon Steels", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 13A, pp. 1379-13838, (1982).
14. Beswick J., "Effect of Prior Cold Work on the Martensite Transformation in SAE 52100", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 1A, pp. 299-306, (1984).
15. Mazinani M., "Deformation and Fracture Behavior of a Low Carbon Dual Phase Steel", Ph.D. Thesis, The University of British Columbia, (2006).
16. Rudnizki J., Bottger B., Prahl U., Bleck W., "Phase-Field Modeling of Austenite Formation from a Ferrite plus Pearlite Microstructure during Annealing of Cold-Rolled Dual-Phase Steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 42A, pp. 2516-2525, (2011).

۱۷. بهادری ن.، مزینانی م.، "تولید فولاد دوفازی با مورفولوژی متفاوت فاز مارتنزیت و مدل‌سازی رفتار سیلان آن"، پایان نامهٔ کارشناسی ارشد، دانشگاه فردوسی مشهد، (۱۳۹۰).